

PRODUCTION OF STEEL SHEET HIGH IN BAKING HARDENABILITY AND SMALL IN AGING DETERIORATION

Publication number: JP10130733

Publication date: 1998-05-19

Inventor: TOSAKA AKIO; YAMASHITA TAKAKO; FURUKIMI OSAMU; MEIKA SETSUO

Applicant: KAWASAKI STEEL CO

Classification:

- International: C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06;
C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; (IPC1-
7): C21D9/46; C21D8/02; C22C38/00; C22C38/06

- European:

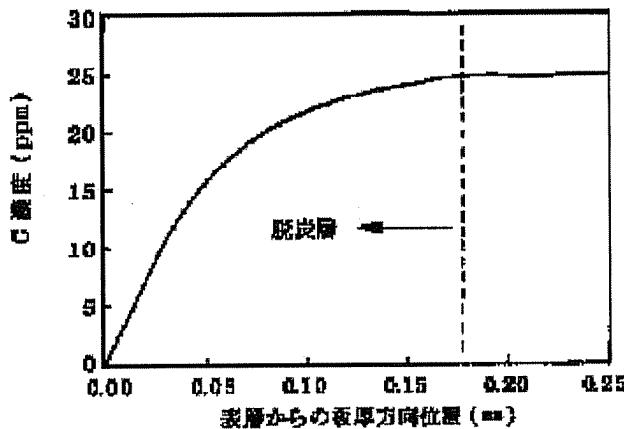
Application number: JP19960279474 19961022

Priority number(s): JP19960279474 19961022

[Report a data error here](#)

Abstract of JP10130733

PROBLEM TO BE SOLVED: To production a steel sheet high in baking hardenability and free from the generation of aging deterioration without causing disadvantages in the points of the uniformity of the material and the stability of the operation. **SOLUTION:** A slab having a compsn. contg., by weight, $\leq 0.01\%$ C, $\leq 0.10\%$ Si, $\leq 1.5\%$ Mn, $\leq 0.20\%$ P, $\leq 0.010\%$ S, 0.030 to 0.150% Al, $\leq 0.0040\%$ N, and the balance Fe with inevitable impurities is subjected to hot rolling so as to regulate the finish rolling temp. to 800 to 950 deg.C and is coiled at ≥ 600 deg.C, this hot rolled sheet is subjected to pickling and cold rolling, is thereafter subjected to decarburizing annealing by the quantity to be decarburized of ≥ 0.0005 wt.% by annealing treatment of holding to the recrystallization temp. or above for ≥ 10 sec in an atmosphere in which the gaseous compsn. is composed of $\geq 3\%$ hydrogen, and the balance substantial nitrogen, and the dew point is regulated to ≥ -20 deg.C and is subjected to secondary cold rolling at a draft of 1 to 5%.



Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-130733

(43) 公開日 平成10年(1998) 5月19日

(51) Int.Cl.⁶

C 21 D 9/46
8/02
C 22 C 38/00
38/06

識別記号

3 0 1

F I

C 21 D 9/46
8/02
C 22 C 38/00
38/06

M
A
3 0 1 T

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号

特願平8-279474

(22) 出願日

平成8年(1996)10月22日

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社
兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28
号

(72) 発明者 登坂 章男

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 山下 孝子

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 小川 順三 (外1名)

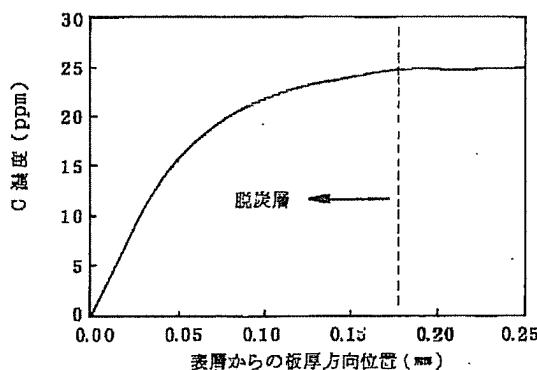
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 焼き付け硬化性が大きく、時効劣化を生じない鋼板を、材質の均一性や操業の安定性の点で不利を招くことなく製造する。

【構成】 C : 0.01wt%以下、 Si : 0.10wt%以下、 Mn : 1.5 wt%以下、 P : 0.20wt%以下、 S : 0.010 wt%以下、 Al : 0.030 ~0.150wt %、 N : 0.0040wt%以下を含有し、残部はFeおよび不可避の不純物の組成になる鋼片を、仕上げ圧延温度800~950 °Cで熱間圧延し、600 °C以上で巻き取り、この熱延板に酸洗および冷間圧延を施したのち、ガス組成が3%以上の水素と残部が実質的に窒素とからなり、かつ露点が-20 °C以上である雰囲気中で、再結晶温度以上の温度に、10秒以上保持する焼鈍処理によって、脱炭量0.0005wt%以上の脱炭焼鈍を行い、圧下率1~5%の2次冷間圧延を行う。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.01wt%以下、

Si : 0.10wt%以下、

Mn : 1.5 wt%以下、

P : 0.20wt%以下、

S : 0.010 wt%以下、

Al : 0.030 ~0.150 wt%、

N : 0.0040wt%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼片を、仕上げ圧延温度800~950°Cで熱間圧延し、600 °C以上で巻き取り、この熱延板に酸洗および冷間圧延を施したのち、ガス組成が3%以上の水素と残部が実質的に窒素とからなり、かつ露点が-20°C以上である雰囲気中で、再結晶温度以上の温度に、10秒以上保持する焼鈍処理によって、脱炭量0.005wt%以上の脱炭焼鈍を行い、圧下率1~5%の2次冷間圧延を行うことを特徴とする、時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。

【請求項2】 請求項1において、鋼組成がさらに、Nb : 0.003 ~0.040 wt%およびTi : 0.003 ~0.040 wt%から選ばれる1種または2種を含有し、このNbとTiとはそれぞれ次式；

$$\{Nb\text{ (wt\%)} / 93\} / \{C\text{ (wt\%)} / 12\} \leq 0.8 \text{ および} \\ \{Ti^*\text{ (wt\%)} / 48\} / \{C\text{ (wt\%)} / 12\} \leq 0.8 \\ \text{ただし, } Ti^*\text{ (wt\%)} = Ti\text{ (wt\%)} - (48/32) \times S\text{ (wt\%)} - (48/14) \times N\text{ (wt\%)} \\ \text{の関係を満たす組成になることを特徴とする、時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。}$$

【請求項3】 請求項1または2において、鋼組成がさらに、B : 0.0002~0.0020wt%を含有する組成になることを特徴とする、時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。

【請求項4】 請求項1~3のいずれか1項において、鋼組成がさらに、

Cu : 0.01~0.2 wt%、

Ni : 0.01~0.2 wt%、

Cr : 0.01~0.2 wt%およびMo ; 0.01~0.2 wt%から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。

【請求項5】 热延板において、鋼中N量の80%以上はAlNとして析出させることを特徴とする、請求項1~4のいずれか1項に記載の時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、焼き付け硬化性鋼板の製造法に関するものであり、特に自動車のパネル類などのように、加工後の耐デント性が必要な用途に用いて好適な、時効劣化が少なく、しかも焼き付け硬化性を

有する鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】プレス加工用の焼き付け硬化性鋼板は、一般に、成形時では軟質であって、成形、塗装したあとの焼き付け工程では加熱（おおむね 170°C × 20分）処理により硬質化する特性を有し、最終的に十分な強度を備えた加工製品を製造できるものが理想的である。従来から、このような特性を付与するための研究がいくつか行われてきた。例えば、特公平5-48283号公報には、主として鋼成分を規定することにより、鋼中の固溶C量を適正な範囲に制御しようとする方法が開示されている。また、特開昭57-192225号公報には、類似の技術として、TiのかわりにNbを添加し、Nbの溶解、析出挙動を制御することにより、固溶状態のC量を制御する方法が開示されている。この方法は、850 °C以上で高温焼鈍し、析出状態のNbCの一部を再固溶させ、その状態から急冷することにより、再析出を防止して適正範囲の固溶C量を確保しようとするものである。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、これらの従来技術によても、焼き付け硬化性鋼板における最近の要求レベルを満たす域には達していない。すなわち要求される具体的な特性は、高い焼付け硬化性（40 MPa以上）、良好なr値、低い室温時効劣化特性であり、上記従来技術では、特に、焼き付け硬化性と室温時効劣化特性を両立させることが困難であった。すなわち、大きな焼き付け硬化量を確保しようとして固溶C量を増加させると、室温時効特性が劣化し、プレス成形時にストレッチャーストレインを発生して外観不良となる危険性があり、工業的に両特性を満足できる製造法は存在しなかった。

【0004】なお、ストレッチャーストレインを抑制しつつ焼き付け硬化性を得ようとする従来技術として、

a) 烧鈍工程で雰囲気を制御し、浸炭する方法（例えば、特公平8-14019号公報）

b) 極低炭素鋼を2相域で連続焼鈍する方法（例えば、特開平2-232316号公報）

などがあるが、いざれも材質の均一性、操業の安定性の面で問題があった。とりわけ、上記a)では、炉内雰囲気を強浸炭雰囲気にするので、浸炭を行わない材料を同一线で処理する際に問題を生じていた。さらに、上記b)では、鋼板の組成を特殊な成分系にすることが不可欠であるといった問題もあった。

【0005】さらに、発明者らの調査検討によれば、室温時効劣化特性を測定するために、上記従来技術においても採用されていた、温度と時間の等価性に関する経験則をもとに100°C程度の温度で実施する、従来の促進試験では、実際の時効劣化をシミュレートできないという事実が判明した。そして、よりシミュレート性のよい室温時効劣化特性の測定方法としては、通常の保存状態

で達しうる最も厳しい条件を考慮して、時効温度を50°C程度の高温（輸出などを行う場合、赤道を通過する際にこの程度の温度での保管となる）とするのがよいこともわかった。このようなことから、実際の使用環境に即した、室温時効劣化特性の正しい評価方法にも耐えうる焼き付け硬化性鋼板の出現が望まれていた。

【0006】そこで、本発明の主たる目的は、上記従来技術が抱えていた問題点に鑑み、プレス成形後塗装焼き付けした部品が十分な強度を確保できるように、大きな焼き付け硬化性を有するとともに、時効劣化（プレス成形時のストレッチャーストレイン発生）を生じない鋼板を、材質の均一性や操業の安定性の点で不利を招くことなく製造する技術を提供することにある。また、本発明の具体的な目的は、焼き付け硬化量（B H）が40MPa以上、50°C-3ヶ月の時効後の降伏点伸びが0.2%以下、r値（面内平均）が1.8以上の材質特性を有する鋼板を、材質の均一性や操業の安定性の点で不利を招くことなく製造する技術を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】発明者らは、上記の問題を解決するために、鋼成分、圧延および熱処理条件などについて鋭意実験、研究を重ねた結果、以下に示す知見を得た。

1) 鋼成分は、高r値が容易に得られる極低炭素鋼が適している。また、炭窒化物形成元素を選択的に添加して固溶状態のC量を確保することも材質の安定化の観点から有効である。

2) 従来の連続焼鈍工程では極力抑制するよう努めていた、焼鈍炉内における脱炭現象を、上記極低炭素鋼に積極的に利用することにより、目標とする材質特性が得られる。すなわち、連続焼鈍工程で、露点を-20°C以上と高くし、鋼板表面では脱炭を生じさせて時効性を低減する一方、鋼板の内部では焼き付け硬化性を確保するに十分な固溶Cを残存させることにより、焼き付け硬化性と耐時効劣化性を両立させることが可能となる。

【0008】本発明は上記のような知見に基づいて構成されたものであり、その要旨とするところは次のとおりである。

1) C: 0.01wt%以下、Si: 0.10wt%以下、Mn: 1.5wt%以下、P: 0.20wt%以下、S: 0.010wt%以下、Al: 0.030~0.150wt%、N: 0.0040wt%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼片を、仕上げ圧延温度800~950°Cで熱間圧延し、600°C以上で巻き取り、この熱延板に酸洗および冷間圧延を施したのち、ガス組成が3%以上の水素と残部が実質的に窒素とからなり、かつ露点が-20°C以上である雰囲気中で、再結晶温度以上の温度に、10秒以上保持する焼鈍処理によって、脱炭量0.0005wt%以上の脱炭焼鈍を行い、圧下率1~5%の2次冷間圧延を行うことを特徴とする、時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方

法。

【0009】2) 上記1)において、鋼組成がさらに、Nb: 0.003~0.040wt%およびTi: 0.003~0.040wt%から選ばれる1種または2種を含有し、このNbとTiとはそれぞれ次式；

$$\{Nb\text{ (wt\%)}\text{ / }93\} \text{ / } \{C\text{ (wt\%)}\text{ / }12\} \leq 0.8 \text{ および} \\ \{Ti^*\text{ (wt\%)}\text{ / }48\} \text{ / } \{C\text{ (wt\%)}\text{ / }12\} \leq 0.8 \\ \text{ただし、} Ti^*\text{ (wt\%)} = Ti\text{ (wt\%)} - (48/32) \times S \\ \text{ (wt\%)} - (48/14) \times N \text{ (wt\%)} \\$$

の関係を満たす組成になることを特徴とする、時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。

【0010】3) 上記1)または2)において、鋼組成がさらに、B: 0.0002~0.0020wt%を含有する組成になることを特徴とする、時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。

【0011】4) 上記1)~3)のいずれか1つにおいて、鋼組成がさらに、Cu: 0.01~0.2wt%、Ni: 0.01~0.2wt%、Cr: 0.01~0.2wt%、Mo: 0.01~0.2wt%から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。

【0012】5) 冷延原板である熱延板において、鋼中N量の80%以上はAlNとして析出させることを特徴とする、上記1)~4)のいずれか1つに記載の時効劣化の少ない焼き付け硬化性鋼板の製造方法。

【0013】

【発明の実施の形態】次に、成分組成および製造条件等を上記要旨構成の通りに限定した理由について説明する。

(1) 鋼成分について

C: 0.01wt%以下

Cは、加工性の上から有害な元素であり、Cの低減により、安定した高いr値と良好な延性を得ることができる。このような効果を得るためににはC量を0.01wt%以下とする必要があり、r値の面を考慮すると0.004wt%以下に低減するのが望ましい。また、効果的な焼き付け硬化性を得るためにには、おおむね0.001wt%以上含有させることが好ましい。

【0014】Si: 0.10wt%以下

Siは、多量に添加すると表面処理性の劣化、耐食性的劣化等を招くことから、その上限を0.10wt%とする。特に優れた耐食性が必要な場合には、0.02wt%以下に制限するのが好ましい。

【0015】Mn: 1.5wt%以下

Mnは、Sに起因する熱間割れを防止するうえで有効な元素であり、含有するS量に応じて添加するのがよい。また、Mnは結晶粒を微細化し、材質の向上に有効な元素である。これらの効果を発揮するためには、0.1wt%以上添加することが望ましい。一方、Mnを多量に添加すると、鋼板の高強度化は達成できるものの、耐食性が低下

し、フランジ加工性が劣化するので、上限を1.5 wt%とする。なお、より良好な成形性が要求される用途では0.80wt%以下が望ましい。

【0016】P : 0.20wt%以下

Pは、固溶強化作用による高強度化を図るうえで有用な元素であるが、多量に含有した場合、鋼を硬質化させ、フランジ加工性やネック加工性を劣化させるとともに、耐食性を低下させるため、上限を0.20wt%とした。なお、加工性および耐食性を重視する場合には0.01wt%以下に抑えるのが好ましい。

【0017】S : 0.010 wt%以下

Sは、鋼中で介在物として存在し、延性を減少させ、さらに耐食性の劣化をもたらす元素である。これらの影響はS含有量が0.010 wt%を超えると顕著に現れるので0.010 wt%以下に制限する。なお、特に良好な加工性が要求される用途には0.005 wt%以下に抑制することが望ましい。

【0018】Al : 0.030 ~ 0.150 wt%

Alは、Nを安定して固定するために必要な元素であり、0.030 wt%以上の添加が必要であるが、多量に含有すると表面性状の劣化、圧延方向の異方性の増大、溶接部の軟質化によるフランジ割れの発生といった現象につながるので、その上限を0.150 wt%とする。なお、材質のさらなる安定のためには0.040 ~ 0.080 wt%の範囲で添加するのが望ましい。

【0019】N : 0.0040wt%以下

Nは、時効性を増加させる元素であり、フェライト中の固溶度も大きく、固溶量の制御が重要な元素である。本発明においては、焼き付け硬化特性をNによらず、Cのみで得ることを目指している。上記の添加Alにより、Nの固溶量を低減させうるが、鋼中の全N量が0.0040wt%を超えると安定して固溶Nを固定することが困難となる。したがって、N量は0.0040wt%以下、好ましくは0.0020wt%以下とする。

【0020】以上的基本元素のほかに、次に述べる元素を選択的に添加することができる。

Nb : 0.003 ~ 0.040 wt%、かつ $\{Nb\text{ (wt\%)}\} / 93 \} / \{C\text{ (wt\%)}\} / 12 \} \leq 0.8$

Nbは、炭窒化物を形成することにより固溶C、Nを低減する効果があり、結晶粒の微細化効果も顕著である。これらの効果は0.003 wt%以上の添加で発揮されるが、0.040 wt%を超えて添加すると鋼が硬質化し、冷間圧延工程に支障をきたすのみならず、スラブ連鉄工程で割れを発生する危険性が増大する。したがって、Nbの添加量の上限は0.040 wt%とするが、焼き付け硬化量を安定して確保するには0.02wt%とするのが望ましい。また、NbとCとの原子比、すなわち $\{Nb\text{ (wt\%)}\} / 93 \} / \{C\text{ (wt\%)}\} / 12 \} > 0.8$ を上回ると、目標とする十分な量の焼き付け硬化化を得ることが困難となる。このため前記原子比を0.8以下、好ましくは0.75以下とする。

【0021】Ti : 0.003 ~ 0.040 wt%、かつ $\{Ti^*\text{ (wt\%)}\} / 48 \} / \{C\text{ (wt\%)}\} / 12 \} \leq 0.8$
ただし、 $Ti^*\text{ (wt\%)} = Ti\text{ (wt\%)} - (48/32) \times S\text{ (wt\%)} - (48/14) \times N\text{ (wt\%)}$

Tiも、Nbと同様に固溶C量を低減すること、ならびに組織の微細化に有効な元素である。このような効果は0.003 wt%以上の添加で発揮されるが、0.04wt%を超えて添加すると焼き付け硬化量が低下する。したがって、Tiの添加量は0.003 ~ 0.040 wt%とする、なお、焼き付け硬化量を安定して確保するには、0.005 ~ 0.020 wt%の範囲とするのが望ましい。また、TiとCとの原子比、すなわち $\{Ti^*\text{ (wt\%)}\} / 48 \} / \{C\text{ (wt\%)}\} / 12 \} \leq 0.8$ 、ただし $Ti^*\text{ (wt\%)} = Ti\text{ (wt\%)} - (48/32) \times S\text{ (wt\%)} - (48/14) \times N\text{ (wt\%)}$ が0.8を上回ると目標とする十分な量の焼き付け硬化化を得ることが困難となる。このため前記原子比を0.8以下、好ましくは0.75以下とする。

【0022】B : 0.0002 ~ 0.0020wt%

Bは、詳細な機構は必ずしも明らかではないが、鋼板の焼き付け硬化化を減ずることなく、耐室温時効特性を改善するのに有効な添加元素である。このような効果は0.0002wt%以上の添加により発揮されるが、0.0020wt%を超えて添加するとこの効果が飽和するのみでなく、鋼板の機械的特性の面内異方性が増加するので0.0002 ~ 0.0020wt%の範囲で添加する。なお、機械的性質の安定化、均一化という点から、0.0005 ~ 0.0010wt%の範囲で添加するのが好適である。

【0023】Cu : 0.01 ~ 0.2 wt%、Ni : 0.01 ~ 0.2 wt%、Cr : 0.01 ~ 0.2 wt%およびMo : 0.01 ~ 0.2 wt%
Cu、Ni、CrおよびMoは、ほぼ類似の材質改善効果を有し、大きな延性の劣化を招くことなく、鋼板の強度を増加させることができる。このような効果は0.01wt%以上の添加から発揮されるが、0.2 wt%を超えて添加しても、効果が飽和することに加え、熱延母板が硬質化して冷間圧延工程での不具合を発生する危険性が増大する。上記効果は、これらの元素を複合添加しても相殺されることはないので、単独添加、複合添加のいずれでも得られる。

【0024】(2) 製造条件について

・熱間圧延

熱延前の鋼素材の加熱は完全な溶体化がなさればよく、 Ac_3 点以上に加熱されればよい。具体的には1050 ~ 1300°Cが適する。上記加熱に続く熱間圧延において、仕上げ圧延温度は鋼板のr値と延性の確保の観点から重要である。そして目標とする高いr値と焼き付け硬化特性を得るには、仕上げ圧延温度を800°C以上とすることが必要である。しかし、950°Cを超えて仕上げ圧延を行った場合には、熱延ロールへの負荷が増大するうえ、組織の粗大化も著しくなる。したがって、仕上げ熱延温度は800 ~ 950°C、好ましくは840 ~ 920°Cの温度範囲とす

る。

【0025】・巻取り温度

巻取り温度は、AlによるNの安定した固定に影響を及ぼす。巻取り温度を600°C以上、好ましくは650°C以上にすることにより、AlによるNの析出固定が熱延コイルのほぼ全長にわたり達成できる。巻取り温度の上限は特に定めないが、脱スケール性の悪化を抑制することを考慮すると780°C以下に抑えるのがよい。

【0026】・熱延板で、鋼中N量の80%以上はAlNとして析出

熱延板は、酸洗、冷延された後、連続焼鈍される。この焼鈍の際に、一部の固溶NはAlNとして析出するものの、短時間であるため固溶Nを完全に析出させることは困難である。焼鈍後に、固溶状態のNが存在すると、室温における時効劣化、とくに降伏点伸びの回復が顕著となる。このためNは、熱延板の段階で鋼中N量の80%以上、あるいはさらに85%以上析出していることが望ましい。なお、ここで規定する析出状態のNは通常実施される電解抽出分析によりAlNを分析したうえ当量関係から算出したN量(N as AlN)ををさす。鋼中Nを上記範囲に析出固定するためには、上述した熱延後の巻取り温度の制御が極めて重要である。このほかに、巻取ったコイルを少なくとも1時間以上保熱しないしは徐冷することも有力な手段である。

【0027】・連続焼鈍

連続焼鈍工程は本発明においては特に重要な要件の一つである。ガス組成が3%以上の水素と残部が実質的に窒素とからなり、露点が-20°C以上である雰囲気中で、再結晶温度以上の温度に、10秒以上保持する連続焼鈍を行い、焼鈍工程に0.0005wt%以上の脱炭(脱炭素)を生じさせる。このように最終的に0.0005wt%以上の脱炭を生じさせることにより、本発明でめざす、十分な焼き付け硬化性と、優れた耐室温時効性を両立させることが可能となる。脱炭現象の詳細な機構は必ずしも明らかではないが、以下のように推定している。脱炭は表面反応を利用し、鋼板の表層部から鋼中のCを、CO(あるいはCH₃、CO₂ともいわれているが)として固体一気体反応で除去するため、短時間の非平衡状態では、表層から鋼板内部に向かって大きなCの濃度勾配を生ずる。実際にこのCの板厚方向における濃度分布を分析することは困難であるが、反応をCの拡散律速と仮定して計算を行うと図1に示すようになる。この解析結果がある程度妥当であることは、板厚方向に積分したC含有量が焼鈍前、焼鈍後のC分析値とよく対応することからいえる。このような濃度勾配は連続焼鈍のような均熱後に急冷(少なくとも10°C/sec以上)を行えば、室温までこの状態を維持できる。

【0028】このようにして達成できた、Cの板厚方向の濃度勾配を有している状態で、圧下率1~5%の二次圧延を行うと、可動軸位が表層部の極めてC量の少ない

領域に導入されることになる。すなわち、表層部に導入される可動軸位はCによる固着を容易にまぬがれることになる。これにより、優れた耐室温時効性が現出することになる。一方、製品を使用する段階では、少なくとも5%程度以上の塑性加工歪が付与された後、約170°Cで20分程度の時効処理が行われることとなる。この場合、変形は当然鋼板の厚み方向全域にわたっておこり、多くの軸位が新規に導入される。そして、時効の際には、鋼中には、これらの多量の軸位を固着するだけの十分な量の固溶Cが残存しているため、目標とする大きな焼き付け硬化特性を示すのである。

【0029】以上のような効果的な脱炭反応を生じさせるためには、急速加熱、急速冷却が可能な連続焼鈍とし、その際に、3%以上の水素を含み残部は実質的に窒素からなる焼鈍雰囲気とする必要がある。また露点は-20°C以上、好ましくは-10°C以上とし、再結晶温度以上で約10秒以上、好ましくは20秒以上保持する焼鈍を行う必要がある。なお、焼鈍時間の上限はとくに定めないが、実際の生産工程の効率を考慮すれば、40秒未満にするのが望ましい。また、水素濃度の上限はとくに定めないが、雰囲気ガスのコスト、操業の安定性を考慮すれば、10%以下の濃度にするのが望ましい。脱炭量としては、焼鈍前と焼鈍後の鋼中C量を板厚方向貫通分析により測定し、その差が0.0005wt%以上である脱炭を生じていれば、所望する優れた耐室温時効性と十分大きな焼き付け硬化性が得られる。本来は深さ方向のプロファイルを考えるべきであるが、本発明の鋼組成、製造条件であれば板厚方向の貫通分析で代替可能である。

【0030】・2次冷間圧延

2次冷間圧延は、通常は0.8%程度の軽圧下率で実施されるが、本発明においては、十分な耐室温時効特性を向上させるため、これらより高い圧下率の圧延を付与する必要がある。すなわち、1%以上の圧下を付与することにより目標とする50°C-3カ月での時効による降伏点伸びを0.2%以下に抑制することができる。しかし、5%を超える圧下を行うと、鋼板の延性、特に均一伸びが低下するため、プレス成形時に割れなどの不具合を生ずる危険性が増大する。したがって、2次冷間圧延の圧下率は1~5%の圧下率とする。なお、さらに優れた耐室温時効特性が必要な場合には圧下率2~3%で圧延ひずみを付与することが望ましい。

【0031】本発明が目標とする材質特性は、r値(面内平均)が1.8以上のほか、焼き付け硬化量(BH)が40 MPa以上、50°C-3カ月の時効後の降伏点伸びが0.2%以下とする。焼き付け硬化量は、成形部品の使用時の強度特性を保証するものである。その値は、鋼板の板厚、強度レベルで変動するものの、本発明のように極めて優れた成形性を有する鋼板の適用部品においてはおおむね40 MPa以上の焼き付け硬化量があれば実用においては十分である。また、室温時効特性も、対象とする部品な

どで異なるが、おおむね、50°C—3カ月の時効に耐えれば実用上は十分である。このような、時効条件で回復する降伏点伸びの値が0.2%以下であれば、プレス成形時にストレッチャーストレイン発生による外観不良を生ずることはない。

【0032】

【実施例】

実施例1

次に本発明の実施例について説明する。表1に示す成分組成の鋼を転炉で溶製し、この鋼スラブを表2に示す条件で熱間圧延、連続焼鉄および2次冷間圧延を行い、最終板厚を0.7mmの冷延鋼板とした。このようにして得られた鋼板から、JIS 5号試験片を板幅方向の1/4の位置より採取し、通常の機械的特性と焼付け硬化性(BH性)を調査した。室温時効については、同様に採

取した引張試験片に、恒温槽を用いて50°C—3カ月の時効を施した。これらの調査結果を表3に示す。なお、焼付け硬化性(BH性)は、以下のように求めた。すなわち、2%の予ひずみを付与した後、一旦除荷し、170°Cにて20分の時効を与え、再度引張りを行い、時効前の変形応力と時効後の降伏応力の差をBH量とした。また、r値は、次式により、平均のr値として求めた。

$$r = (r_0 + r_{90} + 2r_{45}) / 4$$

ただし、

r_0 : 壓延方向のr値

r_{90} : 壓延方向と90度の傾きをなす方向のr値

r_{45} : 壓延方向と45度の傾きをなす方向のr値

【0033】

【表1】

| No | 化 学 组 成 (wt%) | | | | | | | | 摘 要 |
|----|---------------|------|------|-------|-------|-------|--------|---------------------------|-----|
| | C | Si | Mn | P | S | Al | N | その他 | |
| 1 | 0.0030 | 0.01 | 0.10 | 0.010 | 0.004 | 0.040 | 0.0015 | Nb/0.008 | 適合鋼 |
| 2 | 0.0022 | 0.01 | 0.30 | 0.005 | 0.005 | 0.050 | 0.0018 | | 適合鋼 |
| 3 | 0.0070 | 0.01 | 0.25 | 0.006 | 0.001 | 0.080 | 0.0025 | | 適合鋼 |
| 4 | 0.0124 | 0.01 | 0.15 | 0.015 | 0.007 | 0.028 | 0.0020 | Ti/0.006 | 適合鋼 |
| 5 | 0.0105 | 0.01 | 0.10 | 0.007 | 0.008 | 0.120 | 0.0022 | Mo/0.02 | 適合鋼 |
| 6 | 0.0012 | 0.01 | 0.45 | 0.006 | 0.015 | 0.081 | 0.0028 | Nb/0.006, B/0.0005 | 適合鋼 |
| 7 | 0.0013 | 0.01 | 0.25 | 0.006 | 0.009 | 0.060 | 0.0011 | Cu/0.05, Ni/0.05, Cr/0.05 | 適合鋼 |
| 8 | 0.0025 | 0.01 | 0.55 | 0.004 | 0.010 | 0.050 | 0.0012 | Nb/0.003, Ti/0.005 | 適合鋼 |
| 9 | 0.0350 | 0.01 | 0.15 | 0.006 | 0.002 | 0.040 | 0.0015 | | 比較鋼 |

【0034】

【表2】

| スラブ 加熱温度 (°C) | 熱間圧延 | | 巻取り 温度 (°C) | 冷間圧延 | | 連続焼鉄 | | | | 2次冷延 圧下率 (%) |
|---------------------|-------------------|-------------------|-------------------|------------|------------|------------|---|------------|-----------|--------------------|
| | 仕上げ 温度 (°C) | 仕上げ 厚み (mm) | | 厚み (mm) | 圧下率 (%) | 温度 (°C) | ガス組成 | 燃点 (°C) | 時間 (秒) | |
| 1150 | 880 | 2.6 | 700 | 0.73 | 72 | 840 | 396H ₂ , 残りN ₂ | -10 | 30 | 2 |

【0035】

【表3】

| 鋼 No | 熱延板の N 中N AlN (%) | 焼純後 C 量 (wt%) | 脱炭量 (wt%) | r 値 | 伸 び (%) | T S (MPa) | B H (MPa) | 室温時効 後の降伏 伸び (%) | 備 考 |
|---------|-------------------------|---------------------|--------------|-----|------------|--------------|--------------|------------------------|-----|
| 1 | 95 | 0.0009 | 0.0021 | 2.1 | 49 | 310 | 45 | 0 | 発明例 |
| 2 | 90 | 0.0011 | 0.0011 | 2.0 | 48 | 315 | 47 | 0 | 発明例 |
| 3 | 95 | 0.0035 | 0.0035 | 1.8 | 46 | 330 | 51 | 0 | 発明例 |
| 4 | 85 | 0.0040 | 0.0084 | 1.8 | 45 | 340 | 50 | 0 | 発明例 |
| 5 | 85 | 0.0080 | 0.0025 | 1.8 | 45 | 350 | 52 | 0 | 発明例 |
| 6 | 95 | 0.0006 | 0.0006 | 2.0 | 49 | 309 | 41 | 0 | 発明例 |
| 7 | 95 | 0.0004 | 0.0009 | 1.9 | 46 | 380 | 55 | 0 | 発明例 |
| 8 | 90 | 0.0015 | 0.0010 | 1.9 | 47 | 330 | 48 | 0 | 発明例 |
| 9 | 82 | 0.0320 | 0.0030 | 1.1 | 43 | 350 | 50 | 7.0 | 比較例 |

【0036】表1～3から、本発明法により製造された鋼板は、高いr値と伸び(E1)を有し、40 MPa以上の焼付け硬化特性を有しながら、厳しい時効によっても、降伏点伸びを生じないため、いわゆるストレッチャーストレイン発生にともなう外観不良を生ずることがない。このことは、実際のプレス成形においても、期待どおりのBH性による部品強度の上昇と、ストレッチャーストレイン発生の抑制が達成された。以上の実験と同様に、連続溶融亜鉛めっき鋼板製造ラインにて、焼純条件を本発明の範囲に設定して実験をおこなったが、上述した冷延鋼板の場合と同様に、優れた成形性(高r値、高E1)と高いBH性がえられ、かつ、室温時効による劣化はなかつた。したがって本発明は冷延鋼板のみならず、溶融亜鉛めっき鋼板(および合金化溶融亜鉛めっき鋼板)に対しても問題なく適用できることがわかった。当然のことであるが、冷延鋼板を製造後、電気亜鉛めっき等を行う用途に対しても全く問題なく適用できる。

【0037】実施例2

表1の鋼1に対して、表4に示す製造条件で冷延鋼板を製造し、連続式電気めっきラインにてZn-Ni合金めっき鋼板を製造した。その後、表面に樹脂を塗装、焼付けした後、実施例1と同様に機械的性質とBH性および室温での時効劣化特性を調査した。その結果を表4に示す。本発明法により製造された樹脂被覆複合めっき鋼板は、高いr値、伸びを有し、40 MPa以上の焼付け硬化特性を有しながら、前述のような厳しい時効においても降伏点伸びを生じないため、ストレッチャーストレイン発生にともなう外観不良を生ずることがない。また、実際のプレス成形においても、期待どおりのBH性による部品強度の上昇と、ストレッチャーストレイン発生の抑制が達成された。

【0038】

【表4】

| No | スラブ 加 熱 度 (°C) | 熱 延 仕 上 げ 度 (°C) | 巻取り 温 度 (°C) | 熱延板の N 中 N as AlN (%) | 冷 延 压 下 率 (%) | 連続焼鈍 | | | 脱炭量 (wt%) | 2 次 冷 延 压 下 率 (%) | 摘要 | |
|----|----------------------------|------------------------------------|-----------------------|---|------------------------------|----------------|------------------------------------|----------------|---------------|--|-----|-----|
| | | | | | | 温 度 (°C) | ガス組成 | 露 点 (°C) | 時 間 (秒) | | | |
| 1 | 1150 | 880 | 680 | 90 | 75 | 850 | 3%H ₂ - 残N ₂ | -10 | 25 | 21 | 2 | 発明例 |
| 2 | 1160 | 900 | 710 | 95 | 75 | 880 | 4%H ₂ - 残N ₂ | -15 | 30 | 18 | 3 | 発明例 |
| 3 | 1150 | 910 | 650 | 85 | 80 | 840 | 4%H ₂ - 残N ₂ | -5 | 20 | 22 | 3 | 発明例 |
| 4 | 1100 | 850 | 700 | 90 | 73 | 840 | 5%H ₂ - 残N ₂ | 0 | 15 | 25 | 2 | 発明例 |
| 5 | 1120 | 850 | 710 | 90 | 73 | 840 | 3%H ₂ - 残N ₂ | -10 | 20 | 22 | 1.5 | 発明例 |
| 6 | 1250 | 900 | 680 | 85 | 78 | 830 | 5%H ₂ - 残N ₂ | -15 | 35 | 20 | 2 | 発明例 |
| 7 | 1230 | 900 | 680 | 85 | 78 | 830 | 5%H ₂ - 残N ₂ | -15 | 20 | 20 | 2 | 発明例 |
| 8 | 1200 | 900 | 690 | 85 | 75 | 820 | 4%H ₂ - 残N ₂ | -10 | 15 | 23 | 2 | 発明例 |
| 9 | 1200 | 870 | 700 | 95 | 75 | 840 | 4%H ₂ - 残N ₂ | -10 | 20 | 22 | 1.5 | 発明例 |
| 10 | 1200 | 900 | 540 | 70 | 75 | 820 | 4%H ₂ - 残N ₂ | -10 | 20 | 20 | 1.6 | 比較例 |
| 11 | 1200 | 880 | 710 | 88 | 75 | 840 | N ₂ ~ 100 % | -10 | 20 | 1 | 1.8 | 比較例 |
| 12 | 1200 | 890 | 700 | 88 | 75 | 840 | 4%H ₂ - 残N ₂ | -10 | 20 | 22 | 8 | 比較例 |

【0039】

【表5】

| No | r 値 | 伸 び (%) | TS (MPa) | BH (MPa) | 室温時効 後の降伏 伸び (%) | 摘要 |
|----|------|---------------|-------------|-------------|------------------------|-----|
| 1 | 2.02 | 48 | 315 | 45 | 0 | 発明例 |
| 2 | 2.14 | 49 | 310 | 42 | 0 | 発明例 |
| 3 | 1.95 | 47 | 320 | 43 | 0 | 発明例 |
| 4 | 2.05 | 49 | 315 | 41 | 0 | 発明例 |
| 5 | 1.98 | 48 | 325 | 43 | 0 | 発明例 |
| 6 | 2.10 | 49 | 312 | 44 | 0 | 発明例 |
| 7 | 1.85 | 47 | 330 | 45 | 0 | 発明例 |
| 8 | 1.88 | 47 | 331 | 51 | 0 | 発明例 |
| 9 | 1.92 | 46 | 325 | 44 | 0 | 発明例 |
| 10 | 1.40 | 46 | 320 | 45 | 0.5 | 比較例 |
| 11 | 1.70 | 45 | 325 | 45 | 1.5 | 比較例 |
| 12 | 1.78 | 33 | 380 | 20 | 0 | 比較例 |

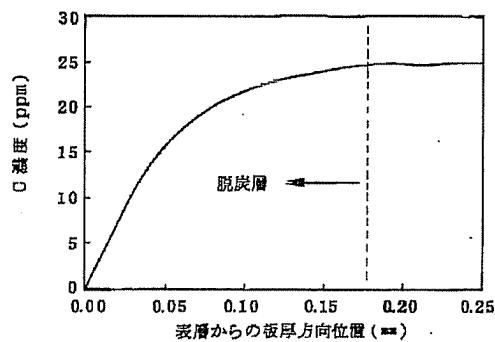
【0040】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、特定成分範囲の鋼素材を、熱延、冷延した後、連続焼鈍工程において、脱炭をおこない、板厚方向にCの濃度分布を積極的に形成し、さらに比較的高めの調質圧延を付与することによって、従来は両立させることが困難であった、十分大きな塗装焼付け硬化性と優れた耐時効劣化特性とを、共に安定して満足させることができる。したがって、本発明による鋼板は、プレス成形、組立時には軟質で成形性に優れ、実際に製品として使用される際には、焼き付け硬化で大きく強度が上昇して優れた部品強度を示すので、同一部品強度を得るに必要な鋼板のゲージダウンが可能となる。当然のことであるが、本発明による鋼板は、各種のめっき原板としても使用できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】計算による板厚方向のC濃度分布を示す図である。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 古君 修

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 女鹿 節男

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社千葉製鉄所内